

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 08-246048

(43)Date of publication of application : 24.09.1996

(51)Int.Cl.

C21D 8/02

B21B 3/00

C22C 38/00

C22C 38/28

C22C 38/54

(21)Application number : 07-045375

(71)Applicant : KAWASAKI STEEL CORP

(22)Date of filing : 06.03.1995

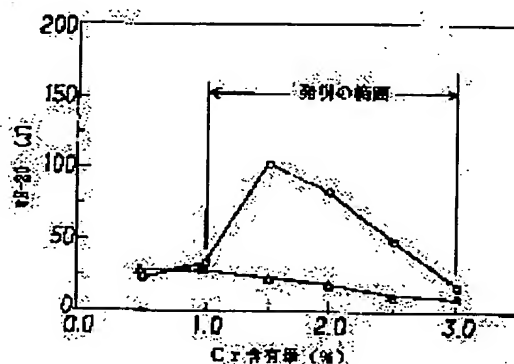
(72)Inventor : HATOMURA TANEI
SHIOTANI KAZUHIKO

(54) PRODUCTION OF SEAWATER CORROSION RESISTING STEEL FOR USE IN HIGH TEMPERATURE AND HIGH HUMIDITY ENVIRONMENT, EXCELLENT IN TOUGHNESS IN WELD HEAT-AFFECTED ZONE

(57)Abstract:

PURPOSE: To produce a steel material excellent in seawater corrosion resistance as well as in toughness in a weld heat-affected zone by rolling a steel, containing specific amounts of C, Si, Mn, Al, Cr, Ti, N, and Fe, under specific conditions.

CONSTITUTION: A steel, having a composition consisting of, by weight, $\leq 0.1\%$ C, $0.1-0.8\%$ Si, $\leq 1.5\%$ Mn, $0.005-0.05\%$ Al, $1-3\%$ Cr, $0.005-0.03\%$ Ti, $0.002-0.012\%$ Ni, and the balance essentially Fe, is used. This steel is heated to $950-1250^{\circ}\text{C}$ and rolled under the conditions of $\geq 30\%$ cumulative rolling reduction at $\leq 950^{\circ}\text{C}$ and $650-850^{\circ}\text{C}$ rolling finishing temp. When the steel is heated to $>1250^{\circ}\text{C}$, γ -grains become remarkably coarse. When cumulative rolling reduction is $<30\%$, the elongation of γ -structure becomes insufficient and fine ferrite cannot be formed. When rolling finishing temp. is $>850^{\circ}\text{C}$, fine ferrite grains cannot be formed, and on the other hand, when it is $<650^{\circ}\text{C}$, rolling becomes that in two phase region and toughness at low temp. becomes deteriorated.



(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平8-246048

(43) 公開日 平成8年(1996)9月24日

(51) Int.Cl. ⁶	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 1 D 8/02		9270-4K	C 2 1 D 8/02	B
B 2 1 B 3/00			B 2 1 B 3/00	A
C 2 2 C 38/00	3 0 1		C 2 2 C 38/00	3 0 1 F
38/28			38/28	
38/54			38/54	
審査請求 未請求 請求項の数2 O L (全 6 頁)				

(21) 出願番号 特願平7-45375

(22) 出願日 平成7年(1995)3月6日

(71) 出願人 000001258

川崎製鉄株式会社

兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号

(72) 発明者 波戸村 太根生

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内

(72) 発明者 塩谷 和彦

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内

(74) 代理人 弁理士 小林 英一

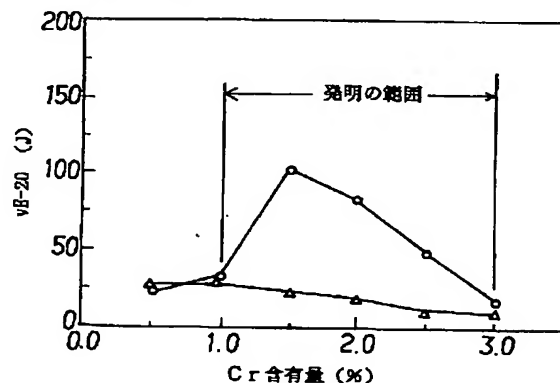
(54) 【発明の名称】 溶接HAZ部靱性の優れた高温多湿環境用耐海水鋼の製造方法

(57) 【要約】

【目 的】 大入熱溶接に対しても溶接部靱性を維持でき、かつ腐食環境の厳しいバラストタンクや海水用配管などの高温多湿環境下での耐海水性に優れた鋼材の製造方法の提供。

【構 成】 重量比でC:0.1%以下、Si:0.10~0.80%、Mn:1.50%以下、Al:0.005~0.050%、Cr:1.0~3.0%、Ti:0.005~0.03%、N:0.0020~0.0120%を含み、さらに必要に応じてNi:1.5%以下、Mo:0.8%以下、Nb:0.005~0.10%、V:0.01~0.10%、B:0.0003~0.003%、REM:0.001~0.020%から選ばれた1種または2種以上を含有し、残部Feと不可避免的不純物とからなる鋼を950~1250℃の温度範囲に加熱して、950℃以下の累積圧下量を30%以上、圧延終了温度650~850℃で圧延を行った後、空冷または加速冷却する。

○: 本発明用鋼 (0.08%C-0.5%Si-1.0%Mn-0.01%Ti-0.004%N)
 △: 比較例用鋼 (0.12%C-0.5%Si-1.0%Mn-0.01%Ti-0.004%N)



【特許請求の範囲】

【請求項 1】 重量比で C : 0.1 % 以下、Si : 0.10~0.80%、Mn : 1.50% 以下、Al : 0.005 ~0.050 %、Cr : 1.0 ~3.0 %、Ti : 0.005 ~0.03%、N : 0.0020~0.0120 % を含み、残部 Fe と不可避的不純物とからなる鋼を 950 ~1250℃ の温度範囲に加熱して、950℃ 以下の累積圧下量を 30% 以上、圧延終了温度 650~850 °C で圧延を行った後、空冷または加速冷却することを特徴とする溶接 HAZ 部靱性の優れた高温多湿環境用耐海水鋼の製造方法。

【請求項 2】 重量比で C : 0.1 % 以下、Si : 0.10~0.80%、Mn : 1.50% 以下、Al : 0.005 ~0.050 %、Cr : 1.0 ~3.0 %、Ti : 0.005 ~0.03%、N : 0.0020~0.0120 % を含み、さらに Ni : 1.5 % 以下、Mo : 0.8 % 以下、Nb : 0.005 ~0.10%、V : 0.01~0.10%、B : 0.0003~0.003 %、REM : 0.001 ~0.020 % から選ばれた 1 種または 2 種以上を含有し、残部 Fe と不可避的不純物とからなる鋼を 950~1250℃ の温度範囲に加熱して、950℃ 以下の累積圧下量を 30% 以上、圧延終了温度 650~850 °C で圧延を行った後、空冷または加速冷却することを特徴とする溶接 HAZ 部靱性の優れた高温多湿環境用耐海水鋼の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、船舶用鋼材に係わり、特に船舶における高温多湿環境すなわちバラストタンクや海水配管等が曝される苛酷な環境で使用される際に、船舶の腐食防止、メンテナンスフリー化、安全性向上等を図ることのできる溶接 HAZ 部靱性の優れた高温多湿環境用耐海水鋼の製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】国際海事機構(IMO)での規制により、1993年7月以降に新造されるタンカーでは、ダブルハル構造をとることが義務づけられている。ダブルハル区画はバラストタンクとして使用され、貨油タンクを保護した構造となり、事故の場合、漏れた油による海洋汚染の防止を目的としたものである。

【0003】ダブルハル構造とすることにより、バラストタンクの海水に曝される表面積は大幅に増大(2~3倍)するため、塗装および防食面での問題点がクローズアップされてきた。塗装としては、タールエポキシ樹脂塗料を1~2回塗装するが、狭い空間での作業であり、3Kの代表的な職場となっている。新造の時を含め、特に補修にいたっては塗装に多大な費用がかかり、また作業時の危険性も高く作業者不足も問題である。

【0004】防食面では、タールエポキシ樹脂塗料と電気防食を併用しているが、バラストタンク内では海水が入りし厳しい腐食環境である。バラストタンク内に海水がある場合は、電気防食の効果によりほとんど腐食を受けないが、海水に漬かっていないバラストタンク最上

部およびアッパーデッキ裏は高温でかつ飛沫帯という厳しい腐食環境となる。バラストタンク内に海水がない場合は、高温多湿環境となり電気防食の効果が期待できず、タールエポキシ樹脂塗料のみの防食となる。このようなバラストタンクでのタールエポキシ樹脂塗料の寿命は約10年といわれており、船の寿命(20年)の約半分であって、残りの10年は補修塗装で安全性を維持しなければならない。

【0005】

10 【発明が解決しようとする課題】バラストタンク内は、このような厳しい腐食環境にあり、かつ悪条件下での作業にも問題があり、高温多湿環境下での耐海水性に優れた船舶用鋼材の開発が望まれている。耐海水鋼の一例は、例えば特開昭64-79346号公報に開示されているが、これはAlを7~20%も含有するため鉄筋のようにほとんど溶接をしない用途には問題はないが、バラストタンクのように溶接の多い用途には問題がある。

20 【0006】また、現在高温多湿環境下での腐食特性に対してはCr添加が有効であるとの知見はあるものの、溶接性と腐食特性を兼ね備えた鋼は開発されるに至っていない。すなわち、Crを多量に添加し耐食性を改善した鋼は開発されているが(例えば特公昭51-21934号公報)、大入熱溶接特性と高温多湿環境下での腐食特性を兼ね備えた鋼は存在しない。

30 【0007】本発明はCrを多量に添加し耐海水鋼の腐食特性を損なうことなく、しかもその溶接部の靱性の優れた鋼材に係わるものである。この種の鋼材も従来の造船材と同様、高能率溶接という要請からいわゆる片面1層の大入熱溶接によって接合され、タンカーに組み立てられることが多い。その場合このように合金元素を多く含む鋼材を大入熱溶接すれば、通常の造船材以上に溶接部の靱性は劣化しやすい。

【0008】本発明は、上記問題点を解決し、大入熱溶接に対しても溶接部靱性を維持でき、かつ腐食環境の厳しいバラストタンクや海水用配管などの高温多湿環境下での耐海水性に優れた鋼材の製造方法を提供することを目的とするものである。

【0009】

40 【課題を解決するための手段】本発明は、重量比で C : 0.1 % 以下、Si : 0.10~0.80%、Mn : 1.50% 以下、Al : 0.005 ~0.050 %、Cr : 1.0 ~3.0 %、Ti : 0.005 ~0.03%、N : 0.0020~0.0120% を含み、残部 Fe と不可避的不純物とからなる鋼を 950~1250℃ の温度範囲に加熱して、950℃ 以下の累積圧下量を 30% 以上、圧延終了温度 650~850 °C で圧延を行った後、空冷または加速冷却することを特徴とする溶接 HAZ 部靱性の優れた高温多湿環境用耐海水鋼の製造方法であり、また本発明は、重量比で C : 0.1 % 以下、Si : 0.10~0.80%、Mn : 1.50% 以下、Al : 0.005 ~0.050 %、Cr : 1.0 ~3.0 %、Ti : 0.005 ~0.03%、N : 0.0020~0.0120% を含み、さらに N

1: 1.5 % 以下、Mo: 0.8 % 以下、Nb: 0.005 ~ 0.10 %、V: 0.01 ~ 0.10 %、B: 0.0003 ~ 0.003 %、REM: 0.001 ~ 0.020 % から選ばれた 1 種または 2 種以上を含有し、残部 Fe と不可避的不純物とからなる鋼を 950 ~ 1250 °C の温度範囲に加熱して、950 °C 以下の累積圧下量を 30 % 以上、圧延終了温度 650 ~ 850 °C で圧延を行った後、空冷または加速冷却することを特徴とする溶接 HAZ 部靱性の優れた高温多湿環境用耐海水鋼の製造方法である。

【0010】

【作用】本発明者等は高 Cr 鋼の大入熱溶接 HAZ 靱性について調査した結果、高 C 系では Cr 量を増加させると、Cr 量の増加とともに劣化するのに対し、低 C 系では Cr 量が 1 ~ 3 % の間で靱性が向上する領域があることを見出した。高 C 系で大入熱溶接を行うとミクロ組織は（ベイナイト + 島状マルテンサイト）組織を示し、Cr 量の増加とともに島状マルテンサイトが増大するため靱性は劣化する。しかし低 C 系で大入熱溶接すると C 量が少ないため、島状マルテンサイトを含まないベイナイト組織となり、靱性は向上する。すなわち高 Cr 鋼の大入熱溶接 HAZ 靱性を向上させるためには島状マルテンサイトを含まないベイナイト組織にすることが重要であることがわかった。

【0011】本発明は上記組織を工業的に実現するための製造方法を提供しようとするものである。まず、本発明を構成する基礎となった本発明鋼の製造方法に関する実験について図 1 により説明する。この実験に用いた低 C 系の鋼は 0.03 % C - 0.5 % Si - 1.0 % Mn - 0.01 % Ti - 0.004 % N 系を基本とし、Cr 含有量を 0.5 ~ 3.0 % まで変えた鋼である。この鋼を用い、100 kJ / cm の 1 パスで大入熱溶接したときの HAZ 部の -20 °C での吸収エネルギーと Cr 含有量との関係を図 1 に示す。また同図には高 C 系の比較鋼として 0.12 % C - 0.5 % Si - 1.0 % Mn - 0.01 % Ti - 0.004 % N 系を基本とし、Cr 含有量を 0.5 ~ 3.0 % まで変えた鋼を用い、100 kJ / cm の 1 パスで大入熱溶接したときの HAZ 部の吸収エネルギーと Cr 含有量との関係も合わせて示す。高 C 系では Cr 含有量の増加とともに吸収エネルギーは低下するのに対し、低 C 系では Cr 含有量が 1.0 % を超えると急激に吸収エネルギーは上昇し、その後、吸収エネルギーは Cr 含有量の増加とともに低下する。高 C 系ではミクロ組織が（ベイナイト + 島状マルテンサイト）組織であり、Cr 含有量の増加とともに島状マルテンサイトが増大するが、低 C 系では Cr 含有量が 1.0 % 以下では C 含有量を低くしたため、フェライトが生成し、（ベイナイト + 島状マルテンサイト）組織となり、Cr 含有量が 1.0 % を超えるとフェライトの生成が抑制され、ベイナイト単相となり、吸収エネルギーが急激に上昇する。しかし Cr 含有量が 1.5 % を超えると吸収エネルギーが低下する理由は低 C 系においても、Cr 含有量が著しく増加すれば Cr の焼入れ性効果により、島状マルテンサイト

が生成するため吸収エネルギーが低下するものと考えられる。

【0012】本発明の課題は、大入熱溶接継手部の靱性を向上させた高温多湿環境用耐海水鋼の製造方法を提供することである。まず、本発明の大入熱溶接継手部の靱性に優れた高温多湿環境用耐海水鋼の適正成分範囲とその組成限定理由を述べる。

C: 0.1 % 以下

C は添加量が少ないほど、鋼材の腐食性の向上に有利であるが、強度を得るのには必要な元素であるため、上限を 0.1 % とした。

【0013】Si: 0.10 ~ 0.80 %

少量の Si 添加は鋼材の耐食性の向上にも有利であり、鋼の脱酸過程で 0.05 % 程度の添加が必要であることから、下限を 0.10 % とし、靱性に悪影響を及ぼさない範囲の上限を 0.80 % とした。

Mn: 1.50 % 以下

鋼材の強度、靱性、溶接性に重要な役割をする元素であるが、1.50 % を超えると靱性、溶接性に悪影響を及ぼすので、上限を 1.50 % とした。

【0014】Al: 0.005 ~ 0.050 %

Al は脱酸剤として添加するが、溶接性に影響を及ぼさない範囲で 0.005 ~ 0.050 % とした。

Cr: 1.0 ~ 3.0 %

本発明で耐食性に最も有効な元素が Cr である。腐食環境が苛酷であるため、1.0 % 未満の添加では、腐食量の低減および滑らかな腐食面に対する効果は認められない。

1.0 % 以上の添加でこれらに対する効果が現れはじめるので、下限を 1.0 % とした。3.0 % を超えると急激に表面状況が孔食状となる。さらに Cr 添加量を増加させ、9 % の添加ではステンレス鋼とほぼ同等の孔食のみの腐食形態となる。腐食量を低減し滑らかな腐食表面を呈する領域は 3.0 % までであることから、Cr 添加の上限は 3.0 % とした。

【0015】Ti: 0.005 ~ 0.03 %

Ti は微細な TiN を形成し、スラブ加熱時の、溶接時の γ 粒粗大化を抑制して母材靱性、溶接 HAZ 靱性の改善に効果があるが、0.005 % 未満ではこれらの効果が現れないのに対し、0.005 % 以上の増量で次第に効果が大きくなり、ついで飽和し、0.03 % を超すと母材の靱性がかえって損なわれるようになるので 0.005 ~ 0.03 % の範囲に限定する。

【0016】N: 0.0020 ~ 0.0120 %

N は大入熱溶接継手部の組織、ひいては靱性の改善に大きな役割を果たす TiN の形成に必要な元素である。靱性改善効果を発揮するのは最低 0.0020 % が必要であり、一方 0.0120 % を超えると上記効果が見られないばかりか靱性を劣化することもあり、そのうえ鋳片の表面割れが多くなるので、N 量の範囲は 0.0020 ~ 0.0120 % に限定した。

【0017】以上説明した鋼の成分組成において、本発明による所期の効果を奏するが、その他これにさらに以下に掲げる成分をそれらの添加目的の下で含有させる場合も同様に本発明による効果の達成を妨げることはない。

Ni: 1.5%以下

Crの添加によって耐食性を向上させるが、さらに望ましくはNiを添加することにより、耐食性を向上させるとともに、腐食面を均一にする効果が認められる。しかし1.5%を超えての添加は製造コストの上昇を招くので、1.5%以下とした。

【0018】Mo: 0.8%以下

MoはNiと同様の効果はあるが、さらに圧延時の γ 粒を整粒となし、なおかつ微細なベイナイトを生成するので強度、靱性の向上に有用であるが、0.8%を超える必要はなく、却って製造コストの上昇を招くので0.8%以下とした。

Nb: 0.005~0.10%

Nbは制御圧延における結晶粒の微細化や析出硬化に寄与し、鋼を強靱化するが、0.005%未満ではその効果が発現せず、一方、0.10%を超えると溶接金属の靱性も劣化するので、Nbは0.005%~0.10%の範囲とした。

【0019】V: 0.01~0.10%

Vは鋼板の母材の強度と靱性向上、継手部強度確保のため、むしろ0.01%以上の含有を可とするが、0.10%を超えると母材およびHAZの靱性を劣化させるので、Vは0.01~0.10%の範囲とした。

B: 0.0003~0.003 %

Bは焼入性を向上させ、ベイナイト体積率の増大による強度上昇を目的として添加する。しかし、B量が0.0003%未満では強度上昇効果がなく、また0.003%を超えるとマルテンサイトが生じ、靱性が劣化するのでB量の範囲は0.0003~0.003 %とした。

【0020】REM: 0.001~0.020 %

REM (希土類元素)は0.001%程度の微量にてやはりMnSの形態制御効果をあらわし、鋼板の圧延と直角方向の靱性向上に有効である。またTiとの共存下では大入熱溶接部靱性を向上させる効果があるが、0.020 %を超えると鋼の清浄度が悪くなるほかにアーク溶接の面でも不利があるので0.001~0.020 %の範囲とした。

【0021】次に、本発明の第2の構成要件である加熱、圧延、冷却の各条件の限定理由について説明する。熱間圧延に先立ち鋼を加熱するが、加熱温度が950℃未

満では圧延終了温度を確保することが困難となる。また、鋼を1250℃を超えて加熱すると、 γ 粒が著しく粗大化し、圧延によっても完全に微細化できないため、靱性が劣化する。よって加熱温度は950~1250℃の範囲とする必要がある。

【0022】上記条件で加熱された鋼を950℃以下の累積圧下量を30%以上、圧延終了温度を650~850℃の範囲にしなければならない。これは再結晶域圧延で微細化した γ 粒を低温圧延によって伸長化し、フェライト粒径の微細化を図り低温靱性を改善するためである。累積圧下量が30%未満では γ 組織の伸長化が不十分で微細なフェライトが得られない。

【0023】また圧延終了温度が850℃超ではたとえ累積圧下量が30%以上でも微細なフェライト粒が得られない。しかし圧延終了温度が低下しすぎると過度の($\gamma + \alpha$)2相域圧延となり、低温靱性の劣化を招くので、圧延終了温度の下限を650℃とした。圧延後の冷却条件は空冷または加速冷却とする。加速冷却の条件としては圧延後直ちに冷却速度3~40℃/sで600℃以下任意の温度まで冷却し、その後空冷することがより望ましい。

【0024】

【実施例】表1に示す鋼成分の厚板を、転炉—連続铸造—厚板工程で製造し、その強度、靱性、溶接HAZ靱性および腐食特性を調査した。その結果を製造条件とともに表2に示す。本発明法にしたがって製造した鋼板はすべて良好な特性を有する。これに対して本発明によらない比較例鋼は強度、靱性あるいは腐食特性が劣る。

【0025】比較例鋼9~16において、鋼9はTiが添加されていないため、鋼10はC量が0.12%と高いため、また鋼12はN量が0.0150%と高いため、溶接HAZ靱性が悪い。鋼11はTi量が0.040%と高いため、母材靱性と溶接HAZ靱性が悪い。鋼13はCr量が低いため、腐食特性が劣る。鋼14はCr量が高いため、溶接HAZ靱性が劣る。鋼15は950℃以下の累積圧下量が少ないため、鋼16は圧延終了温度が低すぎるため、母材靱性が悪い。

【0026】なお、腐食試験は、人工海水と大気湿度が100%となるバラストタンク用模擬槽を作成し、人工海水温度および大気温度を40℃に保持し、この人工海水中に1週間浸漬後、大気中に1週間放置し、これを1サイクルとしてこの条件を5回繰り返した。

【0027】

【表1】

鋼	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ti	N	その他
1	0.040	0.20	1.20	0.010	0.005	0.020	1.50	0.010	0.0040	0.2%Ni, 0.2%Mo
2	0.030	0.40	1.00	0.008	0.004		2.00	0.010	0.0030	
3	0.020	0.30	0.60	0.011	0.004		2.60	0.010	0.0040	0.015%Nb
4	0.010	0.10	1.40	0.009	0.003		1.50	0.010	0.0035	0.001%B, 0.003%REM
5	0.030	0.20	1.00	0.010	0.005	0.023	2.20	0.015	0.0045	0.03%V
6	0.050	0.30	0.90	0.008	0.004	0.025	1.90	0.011	0.0038	0.003%REM
7	0.040	0.30	0.80	0.011	0.004	0.025	1.80	0.011	0.0038	0.2%Mo, 0.02%V
8	0.050	0.10	0.60	0.010	0.005	0.025	2.10	0.011	0.0038	0.3%Ni, 0.02%V
9	0.060	0.50	1.20	0.008	0.004	0.035	1.90	—	0.0040	
10	0.120	0.30	1.00	0.011	0.004	0.020	1.50	0.015	0.0035	0.002%REM
11	0.040	0.20	0.80	0.008	0.005	0.015	2.60	0.040	0.0040	0.002%B, 0.003%REM
12	0.050	0.30	1.00	0.009	0.004	0.020	2.50	0.020	0.0150	
13	0.030	0.50	1.20	0.010	0.005	0.030	0.50	0.015	0.0034	0.2%Ni, 0.2%Mo, 0.002%Nb, 0.02%V, 0.001%B
14	0.010	0.10	0.60	0.008	0.004	0.020	4.00	0.011	0.0045	
15	0.040	0.30	0.80	0.011	0.004	0.030	2.00	0.010	0.0040	0.1%Ni, 0.1%Mo
16	0.050	0.20	1.10	0.009	0.005	0.026	1.80	0.010	0.0030	0.02%Nb

【0028】

* * 【表2】

鋼	製造条件					母材の機械的特性			溶接HAZ	腐食特性	備考
	加熱温度 (℃)	950℃以下での 累積圧下量(%)	圧延終了温度 (℃)	加速冷却 の有無	板厚 mm	YS (MPa)	TS (MPa)	vB-20 (J)	vB-20 (J)	腐食量 (mg/cm ²)	
1	1200	65	730	無	25	392	539	294	108	63	実施例
2	1150	50	800	有	25	363	529	274	78	54	実施例
3	1200	60	750	無	15	377	544	289	74	42	実施例
4	1150	60	830	有	20	387	554	304	127	62	実施例
5	1000	50	700	有	30	372	529	245	78	50	実施例
6	1100	55	780	有	30	368	524	225	69	57	実施例
7	1050	45	740	有	20	368	519	206	59	54	実施例
8	1150	65	690	無	15	392	549	255	64	53	実施例
9	1100	65	740	有	25	382	549	216	15	59	比較例
10	1150	50	800	無	30	392	559	186	8	65	比較例
11	1200	35	830	有	25	372	578	69	12	45	比較例
12	1150	55	800	有	30	377	549	206	15	46	比較例
13	1150	50	800	有	30	372	529	245	118	89	比較例
14	1050	65	780	無	25	402	588	167	5	33	比較例
15	1200	20	840	有	25	372	529	98	59	55	比較例
16	1200	40	600	無	20	402	578	74	54	59	比較例

【0029】

【発明の効果】 以上のように、本発明の製造方法による船舶用鋼材は、母材の機械的特性が優れているとともに溶接HAZ部の靱性にも優れ、また耐海水腐食特性にも

優れている。

【図面の簡単な説明】

【図1】 Cr含有量と溶接HAZ部の靱性との関係を示すグラフである。

【図1】

○ : 本発明用鋼 (0.09%C-0.5%Si-1.0%Mn-0.01%Ti-0.004%N)
△ : 比較例用鋼 (0.12%C-0.5%Si-1.0%Mn-0.01%Ti-0.004%N)

